ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ
CHEMICAL TECHNOLOGIES, MATERIALS SCIENCES, METALLURGY




УДК 621. 762.1 *Научная статья*
https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-3-55-65

Развитие межчастичного сращивания при спекании металлических порошков с добавлением углерода

М.С. Егоров, **Р.В. Егорова**
Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Российская Федерация
aquavdonsk@mail.ru

Аннотация

Введение. В публикациях о спеченных деталях из металлических порошков рассматриваются межчастичное сращивание в горячедеформированных материалах и особенности низколегированных конструкционных сталей, а также применение углеродосодержащих материалов. Авторы представленной статьи ранее исследовали спекание во взаимосвязи со структурными изменениями материала, описывали изменение физических и механических свойств, восстановление оксидов, рекристаллизацию и т. д. В данной работе показана связь механических свойств порошковых сталей с параметрами внутрикристаллитного сращивания. Кинетика его развития во время спекания демонстрируется впервые. Цель исследования — выяснить, как спекание влияет на межчастичное сращивание и структуру порошковых сплавов с железом и углеродом. Задача — изучить технологические режимы спекания образцов из легированного и чистого железного порошка для достижения наилучших механических характеристик.

Материалы и методы. Порошки фирмы «Хёганес» (Höganäs) спекали при температуре 900–1150 °C в течение 0,5–2,5 часов. Защитная газовая среда (диссоциированный аммиак) позволяла предотвратить окислительные и другие реакции спекания. Для статического холодного прессования задействовали гидравлический пресс 2ПГ-125 с максимальным усилием 1250 кН.

Результаты исследования. Впервые экспериментально установлено наличие разных по интенсивности механизмов внутрикристаллитного сращивания при спекании. Построены зависимости приращения относительной площади контактной поверхности от длительности изотермической выдержки. С ростом температуры спекания до 1150 ºС и времени выдержки более 80 мин площадь контактной поверхности постепенно увеличивается. Показано, что у образцов из рассматриваемых марок порошка при 1150 ºС формируется внутрикристаллитное сращивание на всей контактной поверхности. Следовательно, данную технологию можно рекомендовать для практического использования. Добавление в шихту графита замедляет рост контактной поверхности. При этом формовки из чистого порошка ABC100.30 и из порошка Distaloy HP-1 демонстрируют различия. В первом случае с добавлением в шихту графита контактная поверхность развивается интенсивнее, чем во втором. Полученные результаты зафиксированы на фото и визуализированы в виде графиков.

Обсуждение и заключение. По результатам механических испытаний можно оценить долю контактного сечения формовки с внутрикристаллитным сращиванием. Его признак — структурное соответствие межчастичной поверхности сращивания и межзеренной границы. Значение этой границы определяется при сопоставлении относительной площади контактного сечения с внутрикристаллитным сращиванием и относительной площадью контактной поверхности. Определены возможности повышения качества сращивания порошковых сталей за счет увеличения температуры и времени их выдержки при спекании

Ключевые слова: металлические порошки, межчастичное сращивание, порошковые горячедеформированные материалы, внутрикристаллитное сращивание, межчастичная поверхность, межзеренная граница

© Егоров М.С., Егорова Р.В. 2023

Благодарности: авторы выражают благодарность инженерам кафедры «Материаловедение и технологии металлов» Ю. П. Пустовойту, В. И. Поправко за помощь в подготовке образцов и настройке измерительного оборудования, а также д.т.н., профессору Жанне Владимировне Еремеевой за научные консультации по выбору методик экспериментов.

Для цитирования. Егоров М.С., Егорова Р.В. Развитие межчастичного сращивания при спекании металлических порошков с добавлением углерода. *Безопасность техногенных и природных систем.* 2023;7(3):55–65. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-8-3-55-65

Original article

Development of Interparticle Bonding during Sintering of Metal Powders with the Addition of Carbon

Maksim S. Egorov, Rimma V. Egorova
Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation
✉aquavdonsk@mail.ru

Abstract
Introduction. Publications on sintered metal powder parts consider interparticle bonding in hot-deformed materials and features of low-alloy structural steels, as well as the use of carbon-containing materials. The authors of the presented article have previously investigated sintering in relation to structural changes in the material, described changes in physical and mechanical properties, reduction of oxides, recrystallization, etc. This paper shows the relationship of mechanical properties of powder steels with the parameters of intracrystalline bonding. The kinetics of its development during sintering is demonstrated for the first time. The study objective is to find out how sintering affects the interparticle bonding and structure of powder alloys with iron and carbon. The task is to study the technological modes of sintering samples from alloyed and pure iron powder to achieve the best mechanical characteristics.
Materials and Methods. The powders of the Höganäs company were sintered at a temperature of 900-1150 ºC for 0.5–2.5 hours. The protective gas medium (dissociated ammonia) made it possible to prevent oxidative and other sintering reactions. For static cold pressing, a hydraulic press 2PG-125 with a maximum force of 1250 kN was used.
Results. For the first time, the presence of intracrystalline bonding mechanisms with different intensity during sintering has been experimentally established. The dependences of the increment of the relative area of the contact surface on the duration of the isothermal exposure were constructed. With an increase in the sintering temperature to 1150 ºC and a holding time of more than 80 minutes, the contact surface area gradually increased. It was shown that the samples from the powder grades under consideration formed an intracrystalline bonding on the entire contact surface at 1150 ºC. Therefore, this technology can be recommended for practical use. The addition of graphite to the charge slows down the growth of the contact surface. At the same time, the molds from pure powder ABC100.30 and from Distaloy HP-1 powder showed differences. In the first case, with the addition of graphite to the charge, the contact surface developed more intensively than in the second one. The obtained results were recorded in the photo and visualized in the form of graphs.
Discussion and Conclusion. According to the results of mechanical tests, it is possible to estimate the proportion of the contact section of the molding with intracrystalline bonding. Its feature is the structural correspondence of the interparticle surface of the splice and the intergrain boundary. The value of this boundary is determined by comparing the relative area of the contact section with the intracrystalline bonding and the relative area of the contact surface. The possibilities of improving the quality of bonding of powder steels by increasing the temperature and time of their exposure during sintering are determined.

Keywords: metal powders, interparticle bonding, hot-deformed powder materials, intracrystalline bonding, interparticle surface, grain boundary

Acknowledgements: the authors would like to thank the engineers of the Materials Science and Technology of Metals Department YuP Pustovoit, VI Popravko for their help in preparing samples and setting up measuring equipment, as well as Dr. Sci. (Eng), Professor Zhanna Vladimirovna Eremeeva for scientific advice on the choice of experimental methods.

For citation. Egorov MS, Egorova RV. Development of Interparticle Bonding during Sintering of Metal Powders with the Addition of Carbon. *Safety of Technogenic and Natural Systems.* 2023;7(3):55–65. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-3-55-65

Введение. В промышленности широко применяются спеченные детали из традиционных и новых составов. К последним можно отнести частично легированные порошки, нанопорошки. Появление новых исходных конструкционных материалов требует дополнительного изучения процессов формирования консолидированных материалов на всех технологических этапах.

С начала двухтысячных годов отмечается растущий интерес ученых к данной теме [1–7]. Изучалось, например, межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов. Описывались особенности низколегированных конструкционных сталей в таких процессах. Рассматривались деформация и уплотнение порошковых материалов. Выявлялись закономерности механических свойств в зависимости от режимов термической обработки, что также влияет на качество межчастичных контактов порошковых материалов. Работы [8–10] фокусируются на изучении углеродосодержащих материалов для изготовления порошковых деталей из твердых сплавов. Кроме того, моделируется процесс спекания при различных режимах.

В ранних работах авторов представленной статьи исследовался процесс спекания в зависимости от структурных изменений материала. Описаны снятие остаточных напряжений после прессования, изменение физических и механических свойств, восстановление оксидов, рекристаллизации и т. д. Отметим, что спекание порошковых сталей — сложный и не до конца изученный процесс. Настоящая работа продолжает исследование межчастичных взаимодействий порошковых сталей. Раскрывается связь их механических свойств и качества внутрикристаллитного сращивания. Авторы впервые продемонстрировали кинетику развития внутрикристаллитного сращивания для исследуемых материалов во времени спекания. Проанализированы различные режимы спекания образцов, оценены доли контактного сечения формовки с внутрикристаллитным сращиванием порошковых материалов.

Цель исследования — выяснить, как спекание влияет на межчастичное сращивание и структуру порошковых сплавов с железом и углеродом. Задача — изучить технологические режимы спекания образцов из легированного и чистого железного порошка для достижения максимальных механических характеристик, которые обеспечивают формирование качественного межчастичного сращивания.

Материалы и методы. При спекании формирование контактной поверхности порошкового материала рассматривается с позиций ее начального состояния, которое меняется во время выдержки при высокой температуре. То есть речь идет о последовательном приращении контактной поверхности.

Для статического холодного прессования задействовали гидравлический пресс 2ПГ-125 с максимальным усилием 1250 кН. Спекание проводили при температуре 900–1150 °C в течение 0,5–2,5 часа. Для предотвращения окислительных и других реакций спекания обеспечили защитную газовую среду (диссоциированный аммиак).

В работе использовались железные порошки шведской фирмы Höganäs [1–3] (таблица 1).

Таблица 1

Виды и характеристики используемых порошков шведской компании Höganäs

Марка порошка	Способ получения
ABC100.30	Распыление железного расплава
Distaloy HP-1	Двойное диффузионное легирование порошка Astaloy 85Mo:1,5% Mo+4%Ni,2%Cu

Данные об общем химическом составе представлены в таблице 2.

Таблица 2

Химический состав исследуемых порошков

Марка порошка	Содержание элементов, масс. %								
	C	O	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	S	P
ABC100.30	0,001	0,04	–	–	–	0,06	0,007	0,01	0,004
Distaloy HP-1	0,01	0,08	1,5	4	2	0,08	0,005	0,03	0,003

В рассматриваемых процессах спекание — это и окончательная, и промежуточная операция [1–4]. В первом случае консолидация материала заканчивается на этой стадии. Процесс спекания помимо структурных изменений материала способствует:

– снятию остаточных напряжений после прессования;
– изменению физических и механических свойств материала;
– восстановлению оксидов;
– рекристаллизации и т. д.

Определяющие технологические параметры спекания прессовок: температурный режим, продолжительность спекания, параметры предварительной обработки частиц материала давлением и др.

Во втором случае последующее термомеханическое воздействие играет существенную роль в структурообразовании материала, и спекание рассматривается как подготовительная стадия, основное назначение которой — гомогенизация металлической основы.

С развитием базовых положений работ [1, 2, 5] уточнялась сущность интенсивности и эффективности спекания. Эти показатели позволяют судить об изменении размеров, развитии структуры и свойств спеченных материалов. Согласно работам [5–8] создана методика определения относительной площади контактной поверхности пористого тела.

Результаты исследования. При спекании шихт из порошков ABC.100.30 и Distaloy HP–1 получили зависимости развития контактной поверхности от исходной плотности, температуры и времени спекания (рис. 1, 2). При этом ориентировались на материал, изложенный в [5].

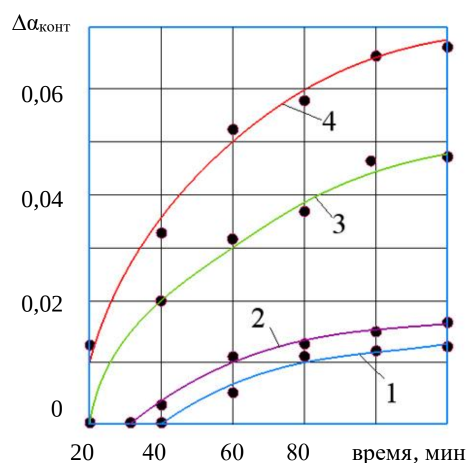


Рис. 1. Зависимость приращения относительной площади контактной поверхности от длительности изотермической выдержки при спекании формовки из порошка ABC100.30+0,5 %C для разных исходных плотностей и температур: 1 — 950 ºС, 7,35 г/см^3; 2 — 1150 ºС, 7,35 г/см^3; 3 — 950 ºС, 6,9 г/см^3; 4 — 1150 ºС, 6,9 г/см^3

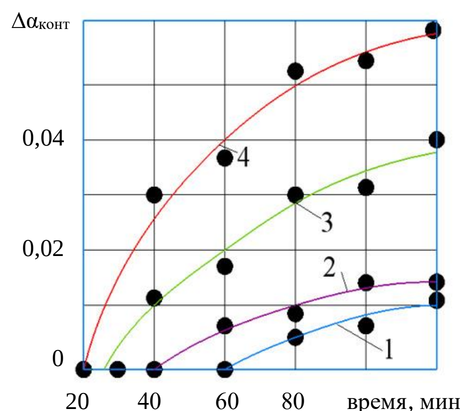


Рис. 2. Зависимость приращения относительной площади контактной поверхности от длительности изотермической выдержки при спекании формовки из порошка Distaloy HP–1+0,5 %C для разных исходных плотностей и температур: 1 — 950 ºС, 7,4 г/см^3; 2 — 1150 ºС, 7,4 г/см^3; 3 — 950 ºС, 6,6 г/см^3; 4 — 1150 ºС, 6,6 г/см^3

С повышением температуры и времени спекания площадь контактной поверхности монотонно увеличивается, интенсивность затухает по мере увеличения длительности спекания.

У формовок из чистого порошка ABC100.30 с добавлением в шихту графита контактная поверхность развивается интенсивнее по сравнению с формовками из порошка Distaloy HP-1. Это можно объяснить. Дело в том, что к поверхности железных частиц порошка Distaloy HP-1 припекаются более мелкие частицы меди, никеля и молибдена. Они образуют в Fe_{γ} твердые растворы, что затрудняет протекание диффузионных процессов (по сравнению с чистым металлом). Как следствие, замедляется рост контактной поверхности.

https://bps-journal.ru

Интенсивность формирования контактной поверхности зависит от исходной относительной плотности. Повышение данного показателя замедляет процесс, так как приближение структуры материала к беспористому состоянию снижает движущую силу консолидации.

Добавление в шихту графита замедляет рост контактной поверхности. Это объясняется снижением коэффициента самодиффузии атомов железа, особенно на начальной стадии спекания в приконтактных областях с повышенным содержанием углерода.

Посмотрим, как содержание углерода влияет на прочность спеченных сплавов при различных режимах спекания (рис. 3, 4).

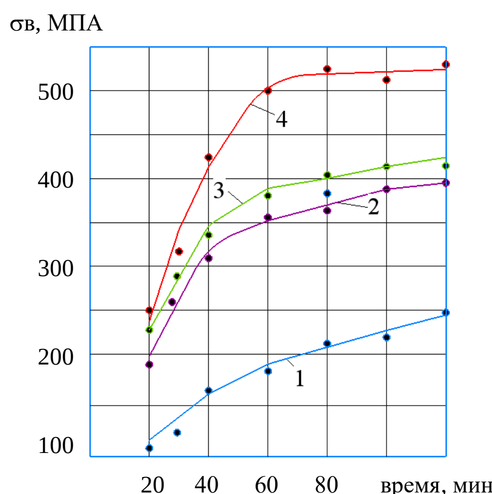


Рис. 3. Зависимость предела прочности спеченной формовки из порошка ABC100.30+0,5%C от времени изотермической выдержки и исходной плотности: 1 — 6,9 г/см^3, 950 ºC; 2 — 6,9 г/см^3, 1150 ºC; 3 — 7,35 г/см^3, 950 ºC; 4 — 7,35 г/см^3, 1150 ºC

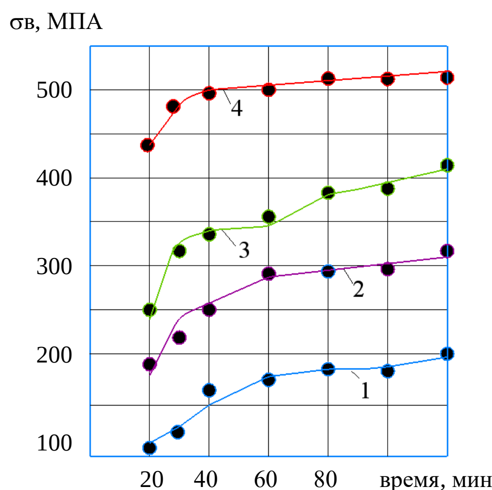


Рис. 4. Зависимость предела прочности спеченной формовки из порошка Distaloy HP–1+0,5%C от времени изотермической выдержки и исходной плотности: 1 — 6,9 г/см^3, 950 ºC; 2 — 6,9 г/см^3, 1150 ºC; 3 — 7,35 г/см^3, 950 ºC; 4 — 7,35 г/см^3, 1150 ºC

Предел прочности материала на основе порошка ABC100.30 с содержанием углерода 0,5 % — 610 МПа, предел прочности материала на основе порошка Distaloy HP–1 с содержанием углерода 0,5 % — 508 МПа.

По результатам механических испытаний и значению предела прочности эталонных образцов определена относительная площадь контактного сечения с внутрикристаллитным сращиванием ($\alpha'_{ВКС}$) в зависимости от исходной плотности и режимов спекания формовок из порошков ABC.100.30+0,5 %C (рис. 5) и DistaloyHP–1+0,5 %C (рис. 6).

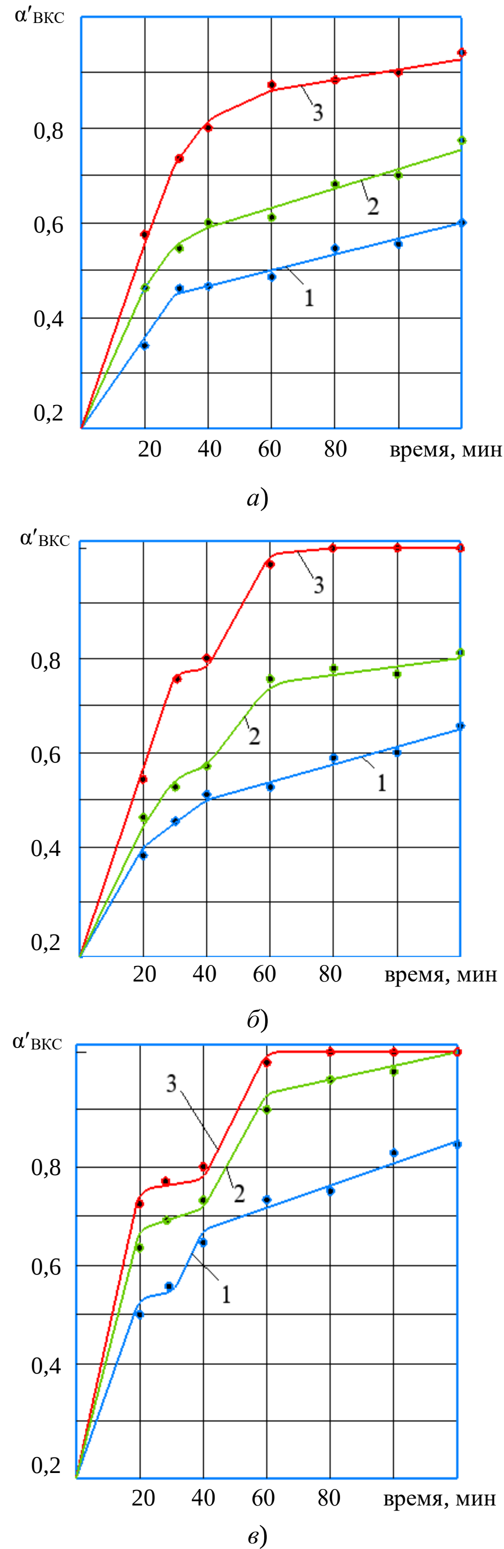


Рис. 5. Кинетика развития внутрикристаллитного сращивания на контактной поверхности в зависимости от режимов спекания и исходной плотности (АВС.100.30+0,5%С): *а* — 6,9 г/см^3; *б* — 7,2 г/см^3; *в* — 7,35 г/см^3. 1 — 950 °С, 2 — 1050 °С, 3 —1150 °С

https://bps-journal.ru

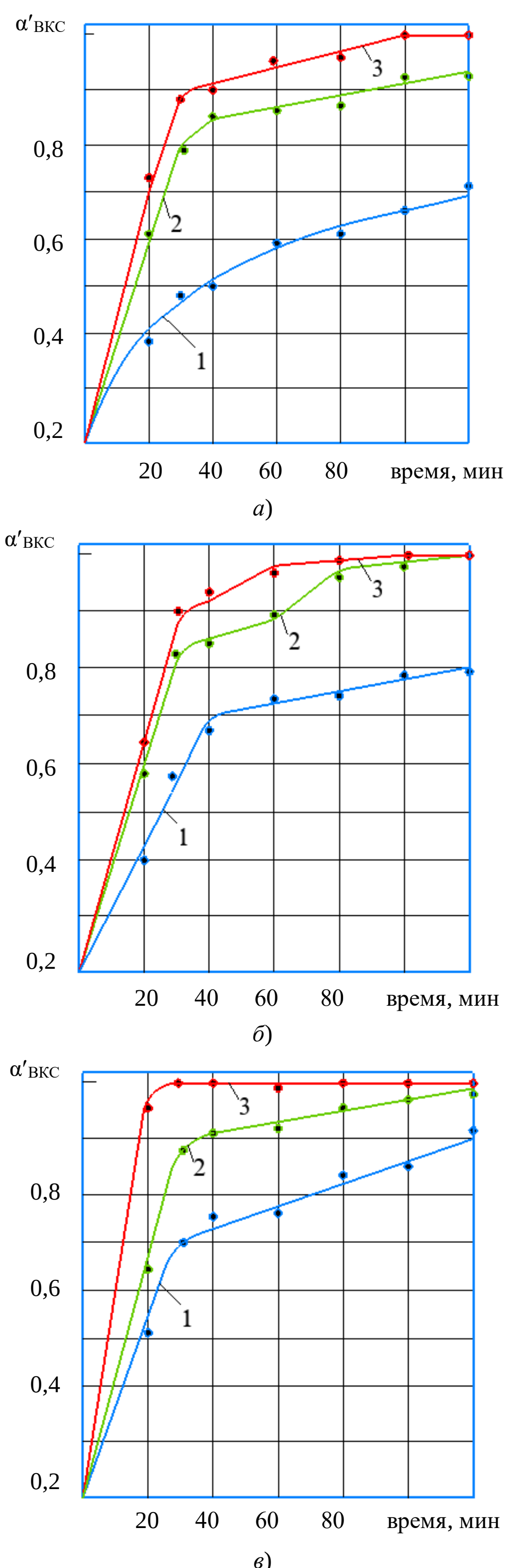


Рис. 6. Кинетика развития внутрикристаллитного сращивания на контактной поверхности в зависимости от режимов спекания и исходной плотности (DistaloyHP–1+0,5%С): *а* — 6,6 г/см^3; *б* — 7 г/см^3; *в* — 7,4 г/см^3. 1 — 950 ºС, 2 — 1050 ºС, 3 — 1150 ºС

Представленные зависимости свидетельствуют, что введение в шихту графита интенсифицирует процессы формирования внутрикристаллитного сращивания по сравнению с материалами из безуглеродной шихты. Результаты исследований совпадают с данными работ [9–11].

В процессе спекания при нагреве и изотермической выдержке поверхностные слои железных и графитовых частиц непрерывно взаимодействуют через их контактные участки (включая газовую фазу) [12–15]. Отметим, что углерод — активный восстановитель оксидов железа, поэтому при температуре выше 500–600 °С в местах контакта частиц железа с графитом протекают реакции восстановления. Это способствует формированию

ювенильного контакта с последующим сращиванием частиц. Создаются благоприятные условия образования углеродосодержащей газовой среды за счет реакций между частицами графита и железа. Восстановительные процессы интенсифицируются благодаря значительному росту кинетики химических реакций на границе металл — газ. Рост фиксируется относительно коэффициентов диффузии в контактных участках частиц железа с графитом и по всей поверхности частиц. Учитываются также поверхности, контактирующие с атмосферой печи. При этом через образовавшиеся металлические контакты на поверхности частиц углерод диффундирует в частицы железа. До превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ наиболее вероятным будет образование фазы в контактных местах цементита. У данной фазы — более значительный коэффициент диффузии углерода при рассматриваемых температурах. Это обусловлено незначительным растворением углерода в α-железе и медленной диффузией в феррите.

Если контактная поверхность материала из железного порошка развивается интенсивнее, чем у материала из легированного порошка, то именно последний следует предпочесть при формировании внутрикристаллитного сращивания.

Внутрикристаллитное сращивание формируется в два этапа:

– изотермическая выдержка формовки в аустенитной области;

– охлаждение с распадом аустенита на феррито-цементитную смесь.

Роль второй стадии заключается в преобладающем развитии межчастичной поверхности сращивания как области облегченного зарождения зерен феррита и цементитных пластин, обеспечивающих миграцию границы через поверхность физического раздела частиц. Это подтверждают результаты микроструктурного анализа. На рис. 7–10 показаны микроструктуры материала с различным уровнем межчастичного сращивания.

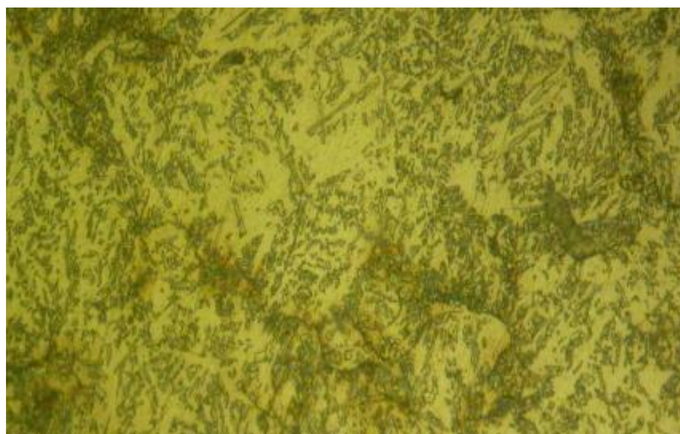


Рис. 7. Микроструктура образца из порошка ABC100.30+0,5 %C после спекания при 1050 ºC в течение 40 мин, ×200

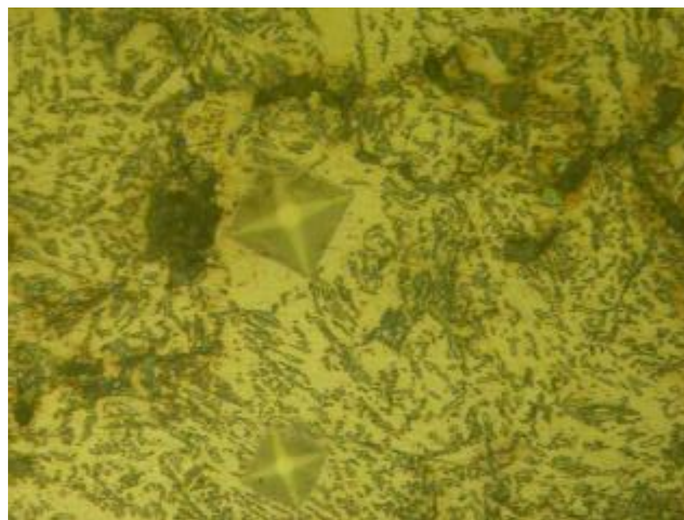


Рис. 8. Микроструктура образца из порошка Distaloy HP–1+0,5 %C после спекания при 1050 ºC в течение 20 мин, ×200

Представленные микроструктуры характерны для низкого уровня сращивания, так как отчетливо проявляется граница частиц порошка.

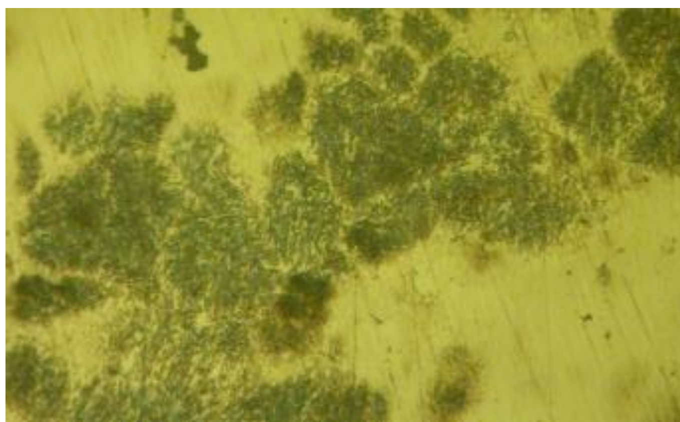


Рис. 9. Микроструктура образца из порошка АВС100.30+0,5 %С после спекания при 1150 ºС в течение 40 мин, ×500

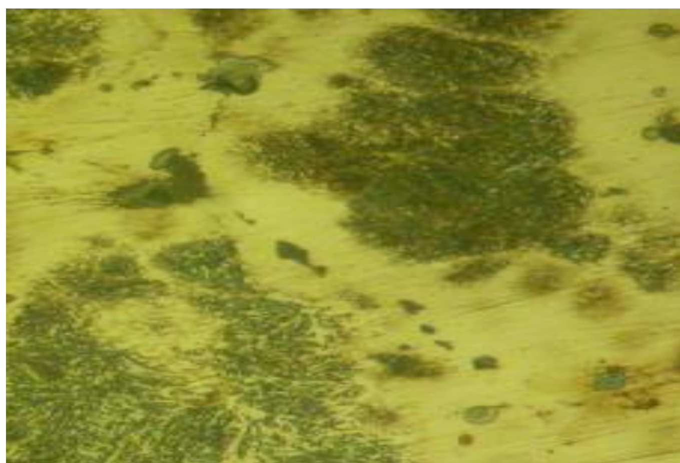


Рис. 10. Микроструктура образца из порошка Distaloy HP–1+0,5 %С после спекания при 1150 ºС в течение 40 мин, ×500

Неметаллические включения идентифицируют бывшую границу физического раздела частиц, через которую прорастают зерна феррита. То есть бывшая граница раздела частиц находится внутри зерна, и это признак внутрикристаллитного сращивания [16].

Обсуждение и заключение. Итоги работы позволяют утверждать, что при спекании действуют разные по интенсивности механизмы формирования внутрикристаллитного сращивания [5, 9, 16]. Сначала сращивание идет быстро, затем его скорость снижается. Прессовки с наименьшими значениями исходной плотности отличаются наибольшей продолжительностью процесса ускоренного развития внутрикристаллитного сращивания, который наблюдается на первой стадии. Причем с повышением температуры спекания увеличивается интенсивность этой стадии. Формирование внутрикристаллитного сращивания на всей контактной поверхности отмечается у формовок, полученных в условиях спекания при температуре 1150 ºС. Экспериментально установлена особенность формовок из порошков DistaloyHP–1 и АВС100.30. В условиях спекания внутрикристаллитное сращивание происходит в течение 60 и 80 минут соответственно.

Список литературы

1. Дорофеев В.Ю., Егоров С.Н. *Межчастичное сращивание при формировании порошковых горячедеформированных материалов*. Москва: Металлургиздат; 2003. 152 с.

2. Егоров М.С., Егоров С.Н. *Горячедеформированные порошковые низколегированные конструкционные стали*. Новочеркасск: Волгодонский институт Южно-Российского государственного технического университета; 2008. 54 с.

3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных деталей газотурбинных двигателей. *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение»*. 2011;2:13–19 https://cyberleninka.ru/article/n/materialy-dlya-vysokoteplonagruzhennyh-detaley-gazoturbinnyh-dvigateley/viewer

4. Егорова Р.В. Микроструктурный анализ поверхности ступенчатой формы. *Металлург*: 2009;6:65–67.

5. Григорьев А.К., Рудской А.И. *Деформация и уплотнение порошковых материалов*. Москва: Металлургия; 2002. 192 с.

6. Robert-Perron E., Blais C., Pelletier S. Tensile properties of sinter hardened powder metallurgy components machined in their green state. *Powder Metallurgy*. 2009;52(1):80–83. https://doi.org/10.1179/174329007X205055

7. Штерн М.Б., Картузов Е.В. Особенности возникновения и распространения ударных волн в высокопористых материалах. *Порошковая металлургия*. 2016;3/4:13–22.

8. Глотка А.А., Мороз А.Н. Сравнительное влияние карбидов и неметаллических включений на образование усталостных микротрещин в сталях. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2019;8(770);61–65. https://doi.org/10.30906/mitom.2019.8.61-65

9. Гуревич Ю.Г., Анциферов В.Н., Савиных Л.М. *Износостойкие композиционные материалы*. В.Г. Бамбуров (ред.). Екатеринбург: УрО РАН; 2005. 215 с

10. Егоров М.С., Егорова Р.В., Ковтун М.В. Влияние содержания углерода на формирование контактной межчастичной поверхности при горячей допрессовке. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2023;7(2):90–101. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101

11. Hironobu Kondo, Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2020;26(4):141–143. https://doi.org/10.36547/ams.26.4.763

12. Gilardi R., Alzati L., Oro R., Hryha E., Nyborg L., Berg S., et al. Reactivity of Carbon Based Materials for Powder Metallurgy Parts and Hard Metal Powders Manufacturing. *Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2016;63(7):548–554. https://doi.org/10.2497/jjspm.63.548

13. Rojek J., Nosewicz S., Mazdziarz M., Kowalczyk P., Wawrzyk K., Lumelskyj D. Modeling of a Sintering Process at Various Scales. *Procedia Engineering*. 2017;177:263–270. https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.210

14. Guo J.Y., Xu C.X., Hu A.M., Oakes K.D., Sheng F.Y., Shi Z.L., et al. Sintering dynamics and thermal stability of novel configurations of Ag clustersю *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2012;73(11).1350–1357. https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2012.06.010

15. Еремеева Ж.В., Никитин Н.М., Коробов Н.П., Тер-Ваганянц Ю.С. Исследование процессов термической обработки порошковых сталей, легированных наноразмерными добавками. *Нанотехнологии: наука и производство.* 2016;1:63–74.

16. Егоров М.С., Егорова Р.В., Цорданиди Г.Г. Формирование структурных особенностей порошковых материалов при охлаждении после термической обработки. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2022;(2):69–75. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-69-75

References

1. Dorofeev VYu, Egorov SN. *Mezhchastichnoe srashchivanie pri formirovanii poroshkovykh goryachedeformirovannykh materialov*. Moscow: Metallurgizdat; 2003. 152 p.

2. Egorov MS, Egorov SN. *Goryachedeformirovannye poroshkovye nizkolegirovannye konstruktsionnye stali.* Novocherkassk: Volgodonsk Institute of the South Russian State Technical University; 2008. 54 p.

3. Kablov YeN, Ospennikova OG, Bazyleva OA. Materials for parts of gas-turbine engines under high heat loads. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series Mechanical Engineering*. 2011;2:13–19 https://cyberleninka.ru/article/n/materialy-dlya-vysokoteplonagruzhennyh-detaley-gazoturbinnyh-dvigateley/viewer

4. Egorova RV. Microstructure analysys of surface for details of stepped form. *Metallurg*: 2009;6:65–67.

5. Grigorev AK, Rudskoi AI. *Deformatsiya i uplotnenie poroshkovykh materialov.* Moscow: Metallurgiya; 2002. 192 p.

6. Robert-Perron E, Blais C, Pelletier S. Tensile properties of sinter hardened powder metallurgy components machined in their green state. *Powder Metallurgy*. 2009;52(1):80–83. https://doi.org/10.1179/174329007X205055

7. Shtern MB, Kartuzov EV. Osobennosti vozniknoveniya i rasprostraneniya udarnykh voln v vysokoporistykh materialakh. *Powder Metallurgy*. 2016;3/4:13–22.

8. Glotka AA, Moroz AN. Comparison of the effects of carbides and nonmetallic inclusions on formation of fatigue microcracks in steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2019;8(770);61–65. https://doi.org/10.30906/mitom.2019.8.61-65

9. Gurevich YuG, Antsiferov VN, Savinykh LM. Iznosostoikie kompozitsionnye materialy. VG Bamburov (Ed.). Yekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; 2005. 215 p

10. Egorov MS, Egorova RV, Kovtun MV. Influence of Carbon Content on the Formation of a Contact Interparticle Surface during Hot Post-Pressing. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2023;7(2):90–101. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101

11. Hironobu Kondo, Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2020;26(4):141–143. https://doi.org/10.36547/ams.26.4.763

12. Gilardi R, Alzati L, Oro R, Hryha E, Nyborg L, Berg S, et al. Reactivity of Carbon Based Materials for Powder Metallurgy Parts and Hard Metal Powders Manufacturing. *Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2016;63(7):548–554. https://doi.org/10.2497/jjspm.63.548

13. Rojek J, Nosewicz S, Mazdziarz M, Kowalczyk P, Wawrzyk K, Lumelskyj D. Modeling of a Sintering Process at Various Scales. *Procedia Engineering*. 2017;177:263–270. https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.210

14. Guo JY, Xu CX, Hu AM, Oakes KD, Sheng FY, Shi ZL, et al. Sintering dynamics and thermal stability of novel configurations of Ag clustersю *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2012;73(11).1350–1357. https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2012.06.010

15. Eremeeva ZhV, Nikitin NM, Korobov NP, Ter-Vaganyants YuS. Issledovanie protsessov termicheskoi obrabotki poroshkovykh stalei, legirovannykh nanorazmernymi dobavkami. *Nanotekhnologii: nauka i proizvodstvo*. 2016;1:63–74.

16. Egorov MS, Egorova RV, Tsordanidi GG. Formation of structural features of powder materials during cooling after heat treatment. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2022;(2):69–75. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-69-75

Поступила в редакцию 29.06.2023
Поступила после рецензирования 19.07.2023
Принята к публикации 23.07.2023

Об авторах:

Максим Сергеевич Егоров, кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), ORCID, ScopusID, ResearcherID, AuthorID, aquavdonsk@mail.ru

Римма Викторовна Егорова, кандидат технических наук, доцент кафедры кибербезопасности Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1), ORCID, ScopusID, ResearcherID, AuthorID, rimmaruminskaya@gmail.com

Заявленный вклад соавторов:

М. С. Егоров — формирование основной концепции, цели и задачи исследования, расчеты, подготовка текста, формулирование выводов.

Р. В. Егорова — научное руководство, анализ результатов исследований, доработка текста, корректировка выводов.

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.

Received 29.06.2023
Revised 19.07.2023
Accepted 23.07.2023

About the Authors:

Maksim S. Egorov, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Head of the Materials Science and Metal Technology Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, RF), ORCID, ScopusID, ResearcherID, AuthorID, aquavdonsk@mail.ru

Rimma V. Egorova, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Cybersecurity Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov-on-Don, 344003, RF), ORCID, ScopusID, ResearcherID, AuthorID, rimmaruminskaya@gmail.com

Claimed contributorship:

MS Egorov: formulation of the basic concept, goals and objectives of the study; calculations; text preparation, conclusions formulation.

RV Egorova: academic advising; research results analysis; text revision; conclusions correction.

Conflict of interest statement: the authors do not have any conflict of interest.

All authors have read and approved the final manuscript.